

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

 **BLACK BORDERS**

- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 55141526
 PUBLICATION DATE : 05-11-80

APPLICATION DATE : 18-04-79
 APPLICATION NUMBER : 54048374

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : SATO SUSUMU;

INT.CL. : C21D 9/46 // C22C 38/12 C22C 38/16
 C22C 38/18

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSION
 COLD-ROLLED STEEL PLATE FOR
 DEEP DRAWING

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain high tension cold rolled steel plate excelling in deep drawing performance, aging resistance and curing performance for baking paint, by recrystallizing a low carbon cold rolled steel of specified composition containing C, Nb, etc. at a specified temperature, and slowly cooling at specified cooling rate.

CONSTITUTION: A low carbon cold rolled steel plate containing C, <0.01wt%; <0.2wt% Si; <1wt% Mn; 0.01~0.08wt% Al; <0.1wt% P; <0.01wt% N; and Nb in the range defined by the formula I when the reeling temperature is 600°C or more, or in the range defined by the formula II when the reeling temperature is up to 600°C; and, if necessary, one or two or more kinds selected from, for example, Ni, Cr (when two or more kinds are used, Ca, rare earth elements, B, etc., in specified amounts, totaling to 0.1% or less) is recrystallized at 900°C or less, and cooled down to 400°C at a cooling rate of 50°C/sec or less or at a cooling rate of 50°C/sec or more, and then slowly cooled from 400~200°C at a rate of 10°C/sec or less. Thus, the captioned cold rolled steel plate suited to steel plate for use in automobile having a high strength may be obtained.

COPYRIGHT: (C)1980,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁 (JP)
 ⑩ 公開特許公報 (A)

⑪ 特許出願公開
 昭55-141526

⑫ Int. Cl.³
 C 21 D 9/46
 // C 22 C 38/12
 38/16
 38/18

識別記号
 C B A
 C B A
 C B A

序内整理番号
 7141-4K
 6339-4K

⑬ 公開 昭和55年(1980)11月5日
 発明の数 1
 審査請求 未請求

(全 13 頁)

⑭ 深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法
 ⑮ 特 願 昭54-48374
 ⑯ 出 願 昭54(1979)4月18日
 ⑰ 発明者 田中智夫
 千葉市こてはし台2丁目2-12
 ⑱ 発明者 橋本修

千葉市貝塚町1327-314
 ⑲ 発明者 佐藤進
 市原市荻作字荻の台1311-64
 ⑳ 出願人 川崎製鉄株式会社
 神戸市兵庫区北本町通1丁目1
 番28号
 ㉑ 代理人 弁理士 杉村暁秀 外1名

明細書
 /発明の名称 深絞り用高張力冷延鋼板の製造
 方法
 2特許請求の範囲

1. C 0.010 % 以下, Si 0.20 % 以下, Mn 1.0
 % 以下, Al 0.010 ~ 0.080 %, P 0.10 % 以
 下, N 0.010 % 以下, Nb を下記(1), (2)
 の条件の何れかにより規定される範囲内で含
 有し、必要に応じて Ni, Cr, Cu, Mo のな
 がら選ばれる何れかを複数または2種以上を
 2種以上の場合は合計で 0.1 % 以下, Cr
 0.05 % 以下, 钒素元素 0.1 % 以下, B
 0.010 % 以下を含有し、機器実質的に Fe よ
 りなる低炭素冷延鋼板を 400 ℃ 以下の温度で
 再結晶せしめた後、下記(1), (2) に示す冷
 却条件の何れかにより冷却することを特徴と
 する深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法。
 (1) 巻取温度 400 ℃ 以上の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.35 - 0.023)$$

$$\frac{\% \text{可溶AL}}{\% \text{全N}} (\% \text{全N}) < 1.2$$

(2) 巻取温度 400 ℃ 未満の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.93 - 0.073)$$

$$\frac{\% \text{可溶AL}}{\% \text{全N}} (\% \text{全N}) < 1.2$$

(3) 400 ℃ までを 50 ℃ / 秒以下の冷却速度
 で冷却する。

(4) 400 ℃ までを 50 ℃ / 秒より高い冷却速度
 で冷却した後、400 ~ 200 ℃ の間を 100 ℃
 以下の冷却速度で冷却する。

3 説明の詳細な説明

本発明は、深絞り用高張力冷延鋼板の製造方
 法に関するものである。

近年省エネルギーの観点から自動車の軽量化が
 進められており、そのため強度の高い自動車用鋼
 板の製造技術が研究されている。このような
 自動車用鋼板は一概にプレス加工されるので強度
 ばかりでなくプレス成形性にも優れていなければ

ならない。このような目的に供する鋼板として近年フェライト相とマルテンサイト相のより相組織からなり、低降伏化で高強力を有し、かつ延時効性のためプレス成形性に優れたいわゆるより相組織鋼が開発を浴びている。しかしながらこのより相組織鋼はその独特の組織となすため相当の合金元素の添加を必要とするか、あるいは冷却速度を非常に遅くすることが必要であるが、このため製造コストが高騰したり、あるいは[111]方位のフェライト粒を十分に発達させることができず、「強度が低くなる」という欠点があつた。

前記より相組織の高強力鋼板以外にPやNを添加して高強力化する方法、あるいはリムド鋼に対しオーブン焼純を施して適度に脱炭脱氮処理を行ない、プレス加工後焼付焼締時における延時効硬化現象を利用して高強度化を図る方法なども考えられるが、これらの方法は何んらプレス成形性、深絞り性、生産性を全面的に満足させることのできる方法ではなかつた。

本発明は、前記従来方法の有する欠点を除去、

特開昭55-141526(2)

改善した深絞り用高強力冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものであり、

C 0.010%以下、Si 0.20%以下、Mn 1.0%以下、Al 0.010～0.080%、P 0.10%以下、N 0.010%以下Nbを下記(A)、(B)の要件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じてNi、Cr、Cu、Moのなかから選ばれる何れか1種または2種以上を2種以上の場合は合計量で0.1%以下、C 0.05%以下、希土類元素0.1%以下、B 0.010%以下を含有し、後部実質的Feよりなる低炭素冷延鋼板を700℃以下の温度で再結晶させしめた後、下記(A)、(B)に示す冷却条件の何れかにより冷却することを特徴とする深絞り用高強度鋼板の製造方法によつて、前記目的を達成することができる。

(A) 備取温度600℃以上の場合

$$0.3 \leq \%Nb / 7.75 (\%C) + 6.45 (0.73 - 0.073 \frac{\%可溶Al}{\%全N}) \\ (\%全N) < 1.2$$

(B) 備取温度600℃未満の場合

・厚に熱間圧延後高温焼取(670℃で焼取る)と低温焼取(525℃で焼取る)とを行なつた。

$$0.3 \leq \%Nb / 7.75 (\%C) + 6.45 (0.73 - 0.073 \frac{\%可溶Al}{\%全N}) \\ (\%全N) < 1.2$$

(A) 400℃までを50℃/秒以下での冷却速度で焼取する。

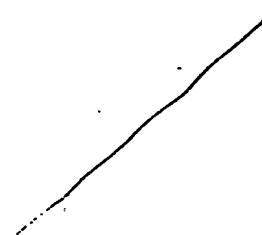
(B) 400℃までを50℃/秒より速い冷却速度で焼却した後、400～300℃の間を10℃/秒以下での冷却速度で焼取する。

次に本発明を詳細に説明する。

本発明者は生産性の良い連続焼純法による深絞り用高強力冷延鋼板の製造技術について研究し、上記冷却速度と材質との相関性を知見し、C、N、Alの含有量に応じてNbを連続焼純後時効性に支障のない範囲内で鋼板中に固溶し、Nが残留する程度に添加し、これによりプレス加工・焼付焼締後の延時効硬化現象を利用して、さらに高強度化を図ることができることを所現に知見して、本発明を完成した。

次に本発明を実験データについて説明する。

図1表に示す成分組成を有する鋼塊を3,5mm板



第 1 表

鋼	化 学 組 成 (wt%)								$\frac{Nb}{C+N}$ (原子比)	Z	$\frac{sof\%}{NT}$		
	C	Si	Mn	P	S	sof Al	N	O					
N1	0.005	0.011	0.15	0.007	0.007	0.030	0.0047	0.0040	0.022	0.32	0.52	0.41	6.4
N2	0.006	0.009	0.15	0.007	0.010	0.021	0.0048	0.0040	0.031	0.35	0.46	0.58	4.4
N3	0.010	0.011	0.15	0.008	0.011	0.028	0.0051	0.0038	0.040	0.56	0.49	0.59	5.5
N4	0.014	0.010	0.14	0.008	0.010	0.027	0.0058	0.0036	0.043	0.29	0.50	0.35	4.7
N5	0.005	0.010	0.15	0.007	0.007	0.022	0.0042	0.0041	0.050	0.59	1.11	0.78	5.2
N6	0.005	0.010	0.15	0.008	0.010	0.025	0.0045	0.0037	0.049	0.73	1.16	0.92	5.8
N7	0.005	0.011	0.15	0.008	0.011	0.031	0.0053	0.0045	0.049	0.71	1.04	0.86	5.5
N8	0.010	0.010	0.15	0.007	0.010	0.029	0.0049	0.0043	0.078	0.70	0.96	0.76	5.9
N9	0.015	0.012	0.15	0.008	0.008	0.028	0.0041	0.0041	0.100	0.71	0.94	0.80	4.6
N10	0.005	0.010	0.15	0.007	0.009	0.027	0.0042	0.0032	0.008	0.12	0.19	0.15	6.4
N11	0.006	0.011	0.15	0.008	0.007	0.022	0.0050	0.0048	0.061	1.03	1.58	1.21	4.4
N12	0.011	0.011	0.14	0.007	0.008	0.025	0.0059	0.0042	0.150	1.20	1.66	1.29	5.1
NA1	0.006	0.010	0.15	0.008	0.006	0.012	0.0045	0.0030	0.052	0.68	1.00	0.69	2.7
NA2	0.005	0.010	0.15	0.008	0.005	0.054	0.0051	0.0034	0.051	0.70	1.32	1.16	11.0
NA3	0.007	0.010	0.15	0.007	0.006	0.028	0.0092	0.0039	0.076	0.45	1.14	0.77	3.6
NA4	0.004	0.012	0.15	0.009	0.010	0.055	0.0070	0.0045	0.074	0.70	1.39	0.98	4.11
NP1	0.005	0.010	0.15	0.047	0.009	0.022	0.0042	0.0041	0.045	0.45	1.01	0.79	5.2
NP2	0.007	0.009	0.15	0.105	0.010	0.021	0.0053	0.0045	0.057	0.66	0.99	0.77	4.0
NP3	0.007	0.011	0.15	0.143	0.008	0.025	0.0048	0.0049	0.062	0.72	1.05	0.83	4.7
C1	0.005	0.010	0.14	0.007	0.006	0.024	0.0040	0.0031	—	—	—	—	4.0
C2	0.011	0.010	0.15	0.011	0.008	0.023	0.0052	0.0039	—	—	—	—	4.4

171

次に 0.7%まで冷間圧延した。図 1 図は焼純熱処理ラインのヒートサイタルを示す模式図であるが、焼純条件を特徴づける因子として焼純温度 (T_A °C)、焼純時間 (t_A sec)、焼純温度から +40 °Cまでの平均冷却速度 (v_1 °C/sec) および +40 °Cから 20 °Cまでの平均冷却速度 (v_2 °C/sec) であり、本発明の実験鋼板をこれらの諸因子を変えて焼純し、引張り 0.7%のスパンパスを行なつた。この鋼板の材質および焼付硬化性について以下に述べる。

まず Nb 量は鋼中の C、N 量と密接な関係があるので、組成を $Nb(\text{wt}\%) / (7.75 C(\text{wt}\%) + 6.65 N(\text{wt}\%))$ で整理する。この値は第 1 図の $Nb/C+N$ (原子比) と等価である。この値が約 0.7 の鋼を $T_A = 830$ °C, $t_A = 40$ sec, $v_1 = 6$ °C/sec, $v_2 = 20$ °C/sec の条件で焼純後の材質と C 量との関係を第 2 図に示す。C < 0.010%以下の鋼では降伏応力 (YP) が低く伸びび (Ez), σ_y 値, $\Delta\sigma_y$ 値の高い材質のものが得られるが、C > 0.010%の鋼では YP が高くなり、Ez, σ_y 値, $\Delta\sigma_y$ 値の低下も著しく

なる。また時効指数 (AI, 7.5%引張破断時の変形応力とそれを 100 °C, 30 min の時効処理を行なつたときの降伏応力との比) は C < 0.010% の鋼では σ_y / σ_y^0 以下であり、鋼板が通常の条件下で使用される限り耐時効性において問題はない。なお高面圧取材では低面圧取材に比較して、YP が低く、 σ_y が大きく軟質化の傾向が明瞭であり、AI も減少する傾向にある。

第 3 図は鋼板に予引を与えた後、さらに至を与えたときの引張応力と引張りの降伏応力、 σ_y は至を与えた後焼付熱処理した後至を与えた時の降伏応力、TS' は板強度、 $\Delta\sigma_y$ は σ_y と YP の差、 $\Delta\sigma_y$ は加工硬化による上昇部分、 $\Delta\sigma_y$ は純粹に時効による降伏応力の増分である。

$Nb(\text{wt}\%) / (7.75 C(\text{wt}\%) + 6.65 N(\text{wt}\%))$ に 0.7 の鋼を $T_A = 830$ °C, $t_A = 40$ sec, $v_1 = 6$ °C/sec, $v_2 = 20$ °C/sec で焼純後、1%および 5%の引張予引を付加し焼付熱処理相当処理 (170 °C, 20 min) を施したときの材料の TS', σ_y' , $\Delta\sigma_y$,

ΔA 、 Δw と C 量との関係を第 3 図に示す。同図より TS' は予歯に關係なく $1 \sim 1.4$ kg/mm^2 程度上昇することが判る。また処理後の峰值応力 σ_p' は、 Δw と C 量との關係から判るように処理前の YP に比較して $1 \sim 2\%$ 予歯で約 $10 \text{kg}/\text{mm}^2$ 、 $1 \sim 2\%$ 予歯で $1.5 \sim 1.6 \text{kg}/\text{mm}^2$ 位上昇する。この上昇量は C 量とはほぼ無關係であるが、C 0.010% 以上の鋼では σ_p' の低下にともない加工硬化による上昇部分 ($\Delta w'$) が減少する結果処理後の峰值応力の上昇量は若干減少する傾向にある。純粹に時効による峰值応力の増分 (ΔA) は $0 \sim 1.4 \text{kg}/\text{mm}^2$ で、低屈筋取材の方が大きい傾向にある。これは低屈筋取材の A/I が高屈筋取材のものより高いことから予想されることである。第 3 図の結果とも併せ考えると高屈筋取材を用いれば YP の低下、B2、 σ_p' の向上等鋼絞り成形性には有利となる。しかし低屈筋取材のものより固溶 C、N 量が減少するため、純時効による峰值応力の上昇度は小さくなる。

第 3 図、第 5 図同様から、 $Nb(\%) / (7.75 C(\%) + 6.65 N(\%)) = 0.7$ の無低炭素鋼を用いた。

10

ても耐候性が劣化するので本命の目標を獲得することは困難である。

ところで C量だけでなく N量も鋼板の材質および時効特性に直線的な影響力を持つ。しかしアルミキルド鋼で Nは Cとは異なり故意に添加しない限り 40 ~ 50 ppm程度の範囲内にある。したがつて $C \leq 0.010\%$ の低炭素アルミキルド鋼にある特定範囲で Nbを添加した鋼を連続焼成すれば柔軟性、耐時効性および焼付塗膜変化性に優れた材質のものが得られる可能性がある。そこで次に $C \leq 0.010\%$ の低炭素アルミキルド鋼に添加すべき Nb量の選正範囲を検討する。

N₂量の過正添加範囲を検討する上で、

精闢昭55-141526(4)
ば、透析焼結法により複数り成形性および耐時
効性に優れた材質が得られ、かつ予歪付加量焼付
塗装処理を施すと引張強さが $1\sim 4\text{ kg/mm}^2$ 程度上
昇し、降伏圧は $35\sim 40\text{ kg/mm}^2$ 程度となることが
判つた。ただしこの場合延性および耐時効性の観
点からC量が0.010%以下であることが要求され
る。

ところで $Nb(wt\%) / (7.73C(wt\%) + 6.65N(wt\%)) < 0.7$ の鋼を用いるならば Nb 合成化物の量が減少するので $C > 0.010\%$ の鋼でも軟質な鋼板が得られる可能性がある。そこで $Nb(wt\%) / (7.73C(wt\%) + 6.65N(wt\%)) \approx 0.8$ の鋼を $T_A = 830^\circ\text{C}$, $t_A = 40\text{ sec}$, $v_1 = 6^\circ\text{C/sec}$, $v_2 = 20^\circ\text{C/sec}$ で焼純したときの材質と C 量の関係を図 6 図に示す。また四回における同一 C 量の鋼と比較すると YP は $2 \sim 3\text{ kg/in}^2$ 低下し、E は 3% 程度上昇する。しかし Nb 量の減少は固溶 C, N 量を増大させることになり AI は確実に上昇し 4 kg/in^2 以上となる。したがつて $C > 0.010\%$ の鋼では、Nb 添加量を少量化することにより E と等の屈性の向上は認め

11

の N との親和力が比較的強い。このため N の一部は熱延条件によってその後に残るのはちるものの熱延板の状態で ACN として存在し、その後の焼純時にもほとんど溶解しないで ACN として残す。また熱延板で電極状態にあつた N の一部も格間圧延後の再結晶焼純中に ACN として析出しうる。以後焼純後 ACN として存在する N 量を N_A 、余 N 量を N^T と略記する。以上から(1)式は次式のようになる。

$$Nb(\text{wt \%}) / (7.73C(\text{wt \%}) + 6.65) = N^T(\text{wt \%}) - N^A(\text{wt \%})$$

NA量は熱延条件に大きく左右される。高鋼モ
ル材では ALN の析出速度の遅い温度域に長く停留
するため熱延母の状態で N の多くはすでに ALN と
して存在する。また ALN の析出量は、同一熱延条
件であっても鋼中の AL の量にも影響をうける。
そこで $C = 0.006\% \text{ で } \text{Nb}(\text{wt}\%) / (7.75C(\text{wt}\%)) +$
 $6.65 \text{ NT}(\text{wt}\%) \approx 0.7$ の鋼を $T_A = 750, 800,$
 $850 \text{ K}, \quad t_A = 40 \text{ sec}, \quad v_1 = -47/\text{sec}, \quad v_2 = -20T_{\text{sec}}$
で焼純したときの NA/NT と $30NA/NT$ (いずれ

12

11

も質量比 Z の関係を第5図に示す。高強度取材では $\frac{Nb}{Al} \geq 2$ (Nb/Al は可溶 Al を意味する) であれば N^T の 2 倍以上が AlN として固定されている。一方低強度取材において N^T の 2 倍以上が AlN となるためには $\frac{Nb/Al}{N^T} \geq 1$ となることが必要条件である。第5図の高強度取材および低強度取材のそれぞれの結果に注目すると、 $2 \leq \frac{Nb}{Al} / N^T \leq 11$ の範囲に限定すれば、焼純温度にはほぼ無関係に N^A / N^T と $\frac{Nb/Al}{N^T}$ とは比例関係にある。この関係を一次関数と仮定し最小自乗法で回数係数を決定した。その結果 N^A / N^T と $\frac{Nb/Al}{N^T}$ との関係は高強度取材では(5)式、低強度取材では(6)式で表わせる。

$$N^A / N^T = 0.023 \left(\frac{Nb/Al}{N^T} \right) + 0.75 \quad \dots \dots \quad (5)$$

$$N^A / N^T = 0.073 \left(\frac{Nb/Al}{N^T} \right) + 0.07 \quad \dots \dots \quad (6)$$

(5), (6)式は本研究のために用いた組織範囲の網を、代表的な焼純条件下で拘束したときの分析結果を基礎としたものである。したがつて Nb の過

特開昭55-141526(5)
正拳加焼純条件のためのパラメーターである。(2)式は高強度取材では(5)式、低強度取材では(6)式の如くになり、以後この値を Z とおく。

$$Z = Nb(wt\%) / [7.75C(wt\%) + 6.65(0.25 -$$

$$0.023 \frac{Nb/Al}{N^T} (wt\%)] \quad \dots \dots \quad (5)$$

$$Z = Nb(wt\%) / [7.75C(wt\%) + 6.65(0.73 -$$

$$0.073 \frac{Nb/Al}{N^T} (wt\%)] \quad \dots \dots \quad (6)$$

$C = 0.005\%$ および 0.010% の鋼を $T_A = 550^\circ C$, $t_A = 60\ sec$, $v_1 = 6\ V/sec$, $v_2 = 20\ V/sec$ で焼純したときの材質および焼付硬化性 (ϵ_y' , $s\%$ 予量) を(2)式をパラメーターとして算出したのが第6図である。AI は C 量、熱強化条件には殆んど無関係に Z の増加とともに単調に減少する。 $Z < 0.2$ では $AI \geq 4\%/\text{mm}^2$ となり耐時効性に問題が生じる。一方 $Z > 1.2$ では $AI \leq 1\%/\text{mm}^2$ となるので、 ϵ_y' の結果からも判るように固溶 C, N が減少しきりでプレス後の焼付硬化性が減少となる。

YP, ELに関しては $Z \leq 1.2$ であればプレス成形性に問題はない。以上の結果 $C \leq 0.010\%$ の板低炭素アルミニウム鋼に Nb を次式で示される範囲内で添加した

$$0.2 \leq Z \leq 1.2 \quad \dots \dots \quad (7)$$

焼純焼純することにより深板り成形性、耐時効性、焼付焼純硬化性のすべてに優れ高強度と延性が得られる。

次に連続焼純における焼純温度が材質におよぼす影響について検討する。N7鋼 ($C = 0.005\%$, $Nb = 0.047\%$) を $T_A = 40\ sec$, $v_1 = 6\ V/sec$, $v_2 = 20\ V/sec$ で焼純したときの材質と焼純温度の関係を第7図に示す。900°Cまでは焼純温度が高くなるほど EL は増加し YP は低下する。AI も 900°Cまでは $4\%/\text{mm}^2$ 以下である。900°C以上となると Nb(C, N)あるいは AlN が再溶解しはじめるので AI は急上昇する。同時に EL, YP も劣化する。したがつて連続焼純ラインにおける焼純温度は再結晶温度以上 900°C 以下であることが要求

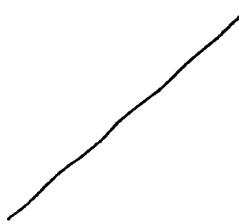
される。

次に冷却速度、 v_1 , v_2 が材質におよぼす影響について検討する。N7鋼を用いて冷却速度と材質との関係を第8図に示す。 $v_2 = 32\ V/sec$ で $v_1 > 30\ V/sec$ では $AI > 4\%/\text{mm}^2$ となり EL, YP の劣化が顕著となる。これは T_A からの冷却速度が小さい方が、熱強化の状態で存在していた Nb (C, N)あるいは AlN 等の析出物を母として C, N の析出が進行しやすいものと考えられる。しかし $v_2 = 32\ V/sec$ のときは $v_1 > 30\ V/sec$ でも良好材質が得られる。

最後に P 添加による TS 向上効果について述べる。Nb, NP1, NP2, NP3鋼を $T_A = 550^\circ C$, $t_A = 60\ sec$, $v_1 = 6\ V/sec$, $v_2 = 20\ V/sec$ で焼純したときの材質と P 添加量の関係を第9図に示す。高強度取材で $P = 0.005\%$ の鋼では $TS = 33.5\%/\text{mm}^2$ であるが、 $P = 0.047\%$ の鋼では TS が $4\%/\text{mm}^2$ 程度上昇する。しかし EL は 2~3% 減少し、YP は $2\%/\text{mm}^2$ 程度上昇する。P を 0.10% 以下添加することは、YP, EL の劣化が比較的

少なくて TS を向上させることができるので、高張力鋼板として利用価値が高い。

以上の結果から底合的に判断した最高条件下、迷吹焼純ラインにより実際に製造した高張力鋼板の材質ならびに焼付硬化性を第 2 表に示す。



第 2 表

番号	化学組成 (wt%)						Nb	(C + N ²) 原子比	冷却速度						材質						引張強さ kg/mm ²
	C	Si	Mn	P	Al	N ²			V ₁	V ₂	10 ³ ℃/sec	YP	TS	Ed	AI	ε	ε _r	Br	CCV	10 ³ kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²
A 526 0.006 0.012 0.15 0.008 0.024 0.0045 0.032 0.42 0.55 6 15 22 34 44 2.6 0.29 1.4 11.5 26.1 35 42 比較例																					
B 458 0.007 0.010 0.15 0.009 0.026 0.0048 0.034 0.40 0.58 7 16 20 34 47 2.0 0.31 1.6 12.5 25.5 31 37 *																					
C 535 0.007 0.010 0.14 0.009 0.024 0.0045 0.041 0.72 0.86 7 17 23 37 48 1.8 0.27 1.4 11.0 24.0 36 40 *																					
D 660 0.006 0.009 0.15 0.008 0.027 0.0047 0.053 0.68 1.05 7 18 21 35 45 1.5 0.28 1.4 11.7 25.8 31 35 *																					
E 532 0.007 0.010 0.14 0.007 0.025 0.0051 0.059 0.67 0.80 57 5 25 36 44 1.9 0.28 1.4 11.2 24.2 35 38 *																					
F 665 0.007 0.012 0.15 0.008 0.027 0.0042 — — 7 15 19 31 48 5.6 0.32 1.6 12.7 25.5 30 35 比較例																					
G 520 0.007 0.011 0.15 0.041 0.025 0.0046 0.047 0.58 0.70 7 16 25 42 38 2.0 0.24 1.5 10.4 24.8 34 43 比較例																					
H 532 0.006 0.010 0.48 0.009 0.024 0.0045 0.047 0.61 0.78 7 17 23 36 44 2.2 0.27 1.4 11.8 24.1 34 36 *																					
I 520 0.006 0.012 0.16 0.008 0.027 0.0045 0.047 0.62 0.78 7 18 26 38 34 2.4 0.25 1.1 10.2 26.0 34 36 *																					
J 526 0.007 0.102 0.15 0.007 0.022 0.0059 0.045 0.56 0.66 7 19 23 35 45 2.0 0.26 1.4 11.2 26.5 34 38 比較例																					
K 510 0.007 0.205 0.15 0.009 0.029 0.0048 0.058 0.67 0.85 7 20 25 37 40 2.2 0.26 1.3 10.9 26.9 34 37 *																					
L 515 0.006 0.240 0.16 0.010 0.026 0.0050 0.050 0.65 0.77 7 21 27 37 37 2.0 0.25 1.1 10.3 27.0 35 39 比較例																					

注 1) $Z = Nb(\%) / (7.75 C(\%) + 6.62 (N²(%) - N^A(%))$

注 2) σ_y : あるいはよりの引張子歪後 120°C, 30 min の時効強度を示したときの降伏応力

但し第2段の鋼板A～Jは830℃で40秒の焼成後0.7%スキャンパスし、板厚0.7mmとした鋼板である。

本発明によれば、対象とする鋼の成分組成として、C量はNb添加量とは無関係に0.01%以下でなければ十分な延性と耐時効性を確保できない。またNb添加の歩留りを高めるためにAl, Siによる脱酸は不可欠であり、Alは鋼中のNと結合し耐時効性、焼成性を向上させる効果を持つていてAl \geq 0.010%にすることが必要である。しかしAlを過剰に含有すると介在物の問題あるいは結晶粒が小さくなりすぎると等の問題があるためAl \leq 0.020%にする必要がある。

Siを含有することは好ましいが、0.20%より多いと第2段の実施例に示したように延命めつき性を損うので、Siは0.20%以下にする必要がある。

Mnは1.0%より多いと第2段の実施例に示したように延性の劣化および延命めつき性が悪くなるので、Mnは1.0%以下にする必要がある。

特開昭55-141526(7)
Pは0.10%より多いと延性が劣化するので、Pは0.10%以下にする必要がある。

Nは時効特性に大きな影響力を有する元素であるが、アルミニウム鋼では故意にNを添加しない限り、40～80ppmの範囲で含有するに過ぎない。またC原子とN原子の鋼中における運動の相似性からN量もC量と同程度の範囲内であれば問題はないと考えられる。Nは0.010%より多いと時効性が大となるので、Nは0.010%以下にする必要がある。

Coならびに希土類元素は鋼中の介在物を抑制するため、Bは結晶粒の粒度を調整するため用いられる元素である。Co, 希土類元素はそれぞれ0.05%, 0.1%より多く含有されると鋼板の延性が劣化すると共にコストが上昇するので、Co, 希土類元素はそれぞれ0.05%, 0.1%以下にすること有利である。Bは0.01%より多く含有されるとBの過剰量が鋼板の延命めつき性を抑制するばかりでなく、逆に延命度が悪化するので、Bは0.01%以下にすることが有利である。

Ni, Cu, Cr, Moは耐食性ならびに材質を改善することのできる元素であるが、これらのうちから選ばれる例れか1種または2種以上が2種以上の場合は合計量で0.1%より多く含有されると再結晶混合組織が発生されるので0.1%以下にする必要がある。

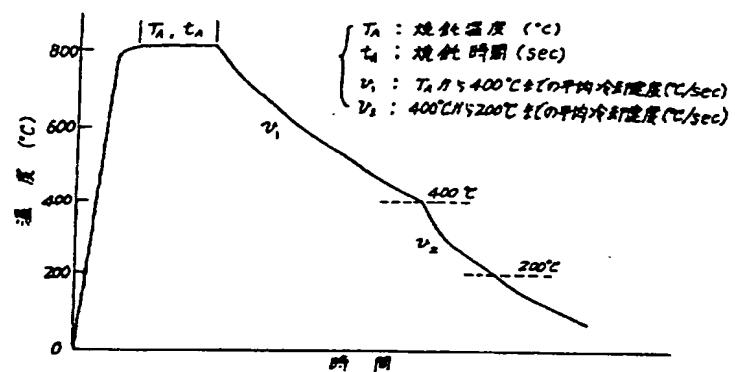
本発明によれば以上に述べた組成の鋼を熱間圧延後高周率引張り(引張速度が400℃以上)あるいは低周率引張り(引張速度が400℃以下)する。焼成、熱間圧延後引張りを連続焼純ラインで再結晶温度以上400℃以下での温度範囲で焼純する。その後400℃まで10℃/sec以下の平均冷却速度で冷却し400℃から200℃までは任意の冷却速度で冷却するか、あるいは焼純温度から400℃まで10℃/sec以上の平均冷却速度で冷却する場合は400℃から200℃までを10℃/sec以下の平均冷却速度で冷却する。

本発明によれば、上述の如くNb添加低炭アルミニウム鋼を連続焼純することにより、焼成性、耐時効性ならびに焼竹管表面化性のJ特性に

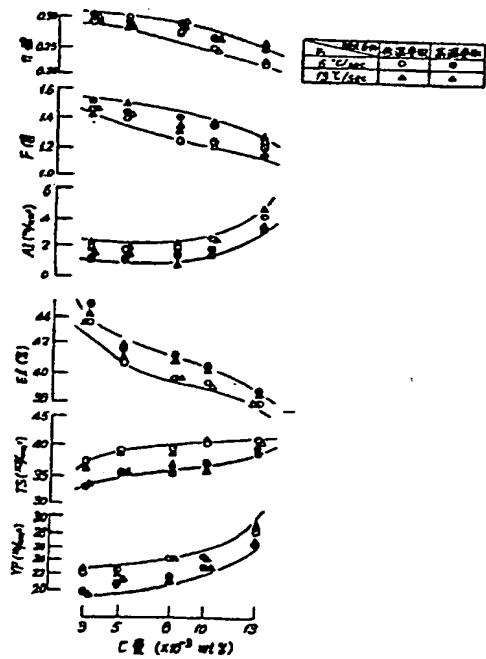
優れた高張力冷延鋼板を製造することができる。
＊図面の簡単な説明

第1図は連続焼純ラインのヒートサイクルを示す説明図、第2図は鋼板のC量と機械的性質との関係を示す図、第3図はCと応力との関係を示す模式図、第4図と第5図はそれぞれ鋼板のC量と機械的性質との関係を示す模式図、第6図は鋼板の $\text{Al}_{\text{N}}/\text{N}^{\text{A}}$ と $\text{Al}_{\text{N}}/\text{N}^{\text{A}}(\text{AlN} \text{中のN})/\text{N}^{\text{T}}$ (全N)との関係を示す図、第7図は鋼板の $\text{Nb}/(\text{C}+\text{N}^{\text{T}}-\text{N}^{\text{A}})$ すなわちZと機械的性質との関係を示す図、第8図は鋼板の焼純温度 T_{A} と機械的性質との関係を示す図、第9図は鋼板の焼純後の冷却速度 V と機械的性質との関係を示す図、第10図は鋼板のP量と機械的性質との関係を示す図である。

第1図

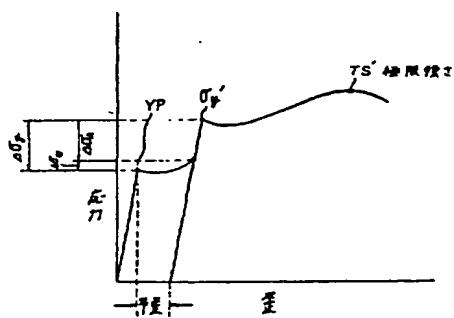


第2図

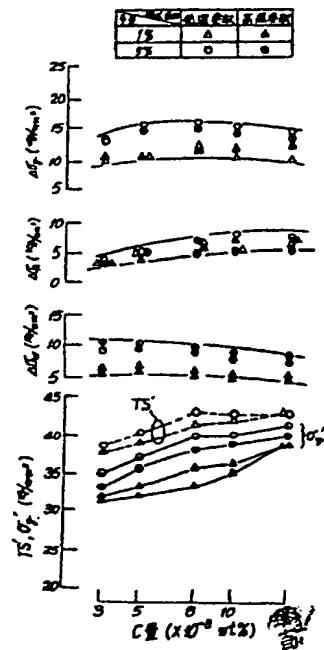


第3図

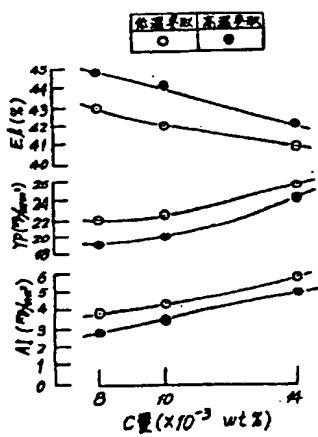
(A)



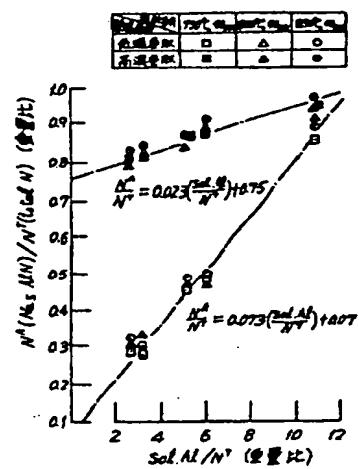
第3図
(B)



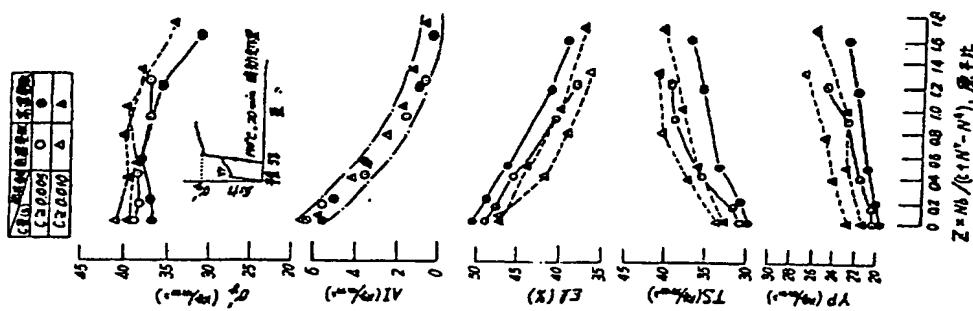
第4図



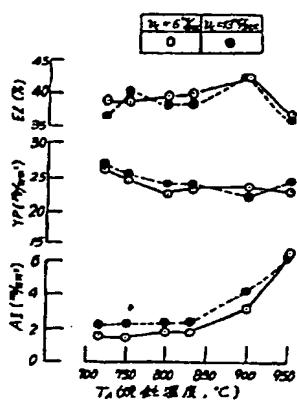
第5図



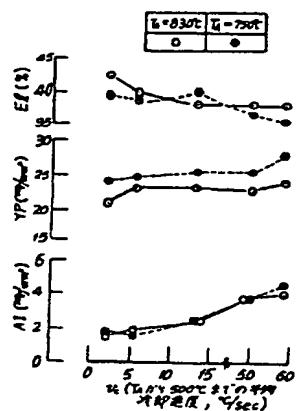
第6図



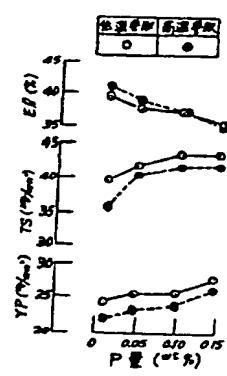
第7図



第8図



第9図



手 続 極 正 書(方式)

昭和 年 月 日

特許庁長官 川 本 錦 殿

1. 事件の表示

昭和 年 特 許 第 号

2. 発明の名称

鋼板用高張力冷延鋼板の製造方法

3. 補正をする者

甲子との同意 特許出願人

(188) 川崎製鉄株式会社

4. 代理人

〒100 東京都千代田区霞が関3丁目2番4号
日本ビューティーライブ
電話(581) 22416 (代表)(5925) 井理士 杉村 晓 秀
外 1名

5. 補正命令の日付

昭和 年 月 日

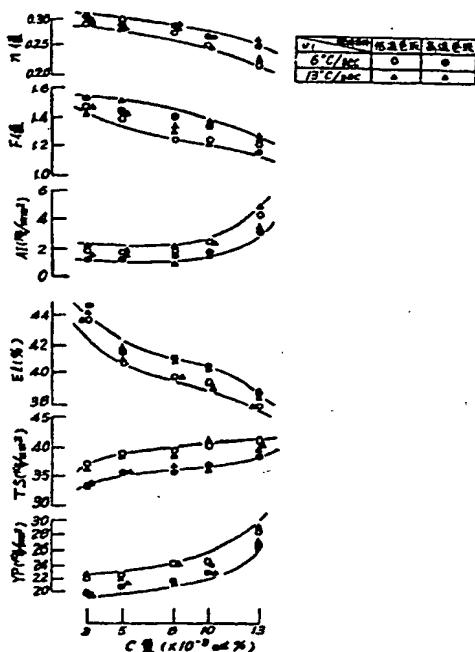
6. 補正の対象



7. 補正の内容 (明細の通り)

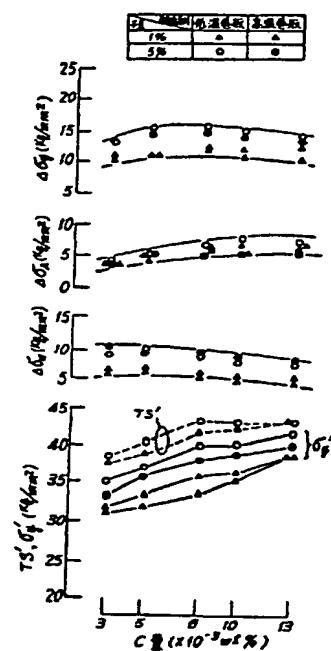
図3-1を別紙の通り提出します

第2図



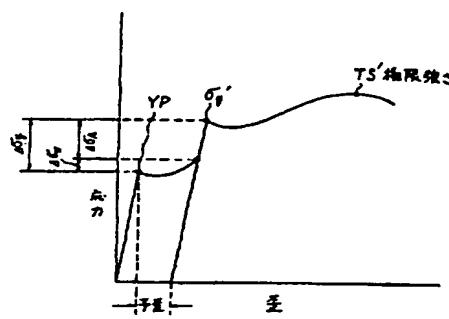
第3図

(B)

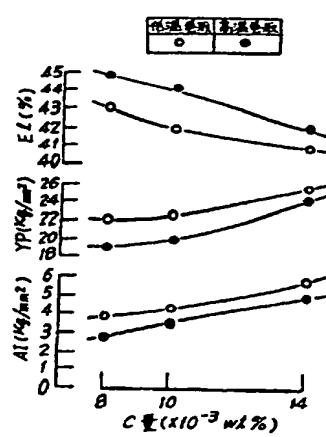


第3図

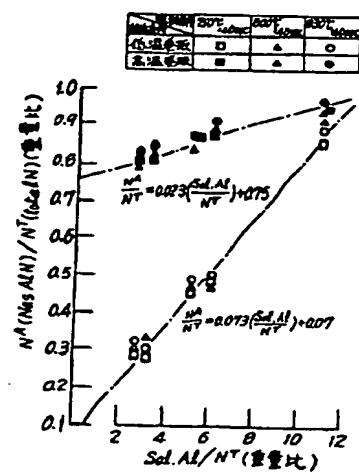
(A)



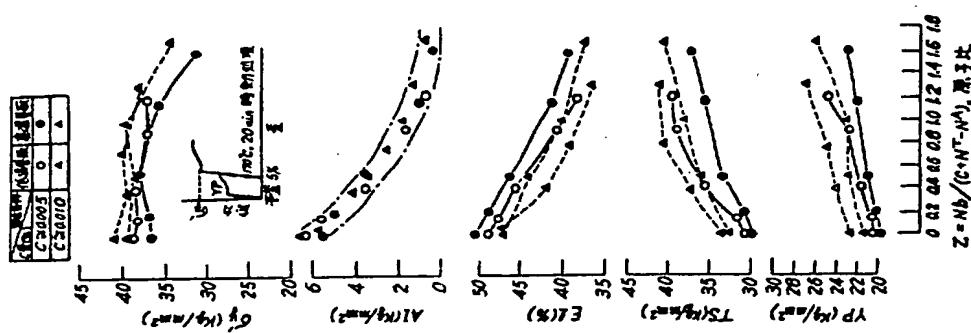
第4図



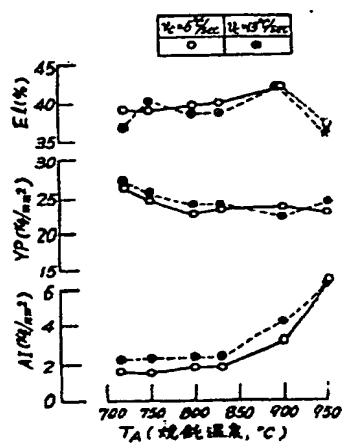
第5図



第6図



第7図



第8図

